

令和2年度 軽金属論文賞 受賞論文

3104 アルミニウム合金冷間圧延板の深絞り成形における
変形集合組織の発達挙動*

工藤 智行**, 小林 亮平***, 田中 宏樹****

Deformation-Texture Evolution
in Deep Drawing of Cold-Rolled 3104 Aluminum Alloy Sheet*

Tomoyuki Kudo**, Ryohei Kobayashi*** and Hiroki Tanaka****

It is known in cold rolled 3104 aluminum alloy sheets that ears on a cup are formed in 0° and 180° against the rolling direction by a deep drawing. The previous reports discussed the relationship between the crystallographic texture on original sheet and the ears, however, significant correlation wasn't necessarily observed between anisotropy of the mechanical property and the ears. In order to know the mechanism of the ear forming by the deep drawing, the texture development by the deep drawing should be considered. In the present work, the development of the deformation texture in cold rolled 3104 aluminum alloy sheets by the deep drawing was measured by using X-ray diffraction method and then analyzed. Major orientations found in the deformation texture by the deep drawing were similar to the rolling texture, however, intensities of the Goss and Cu components were especially increased. Lattice rotation by the deep drawing was estimated by analyzing the orientation distribution function (ODF) and the crystallographic mechanism of the texture development was discussed.

Keywords: texture, cold rolled aluminum alloy sheet, sheet metal formability, orientation distribution function, beverage can stock material

1. 緒言

アルミニウム合金材料の主要用途のひとつである飲料缶胴材は、深絞り成形によりカップ形状に成形され、しごき成形によりその側壁を薄くすることで缶高さが得られる。この深絞り成形では、材料の塑性異方性や加工要因によって、その開口部に耳が生じる¹⁾。この耳は缶胴の成形過程で切断・除去される必要があり、缶胴の歩留りに影響するため、その形成メカニズムを把握することは重要である。缶胴材に用いられる3000系アルミニウム合金硬質板には、カップの圧延方向の

側壁に生じる耳 ($0^\circ/180^\circ$ 耳) および圧延方向から 45° 方向の側壁に生じる耳 (45° 耳) が混在した6山の耳を形成することがある²⁾が、この $0^\circ/180^\circ$ 耳が形成されるメカニズムには未だ不明な点がある。

材料の塑性異方性は集合組織と相関があり、アルミニウム合金板の集合組織と耳の関係についていくつかの報告がある。再結晶集合組織である cube 方位 $\{100\} \langle 001 \rangle$ は $0^\circ/90^\circ$ 耳を発生させ、圧延集合組織である Brass 方位 $\{110\} \langle 112 \rangle$, S 方位 $\{123\} \langle 634 \rangle$, Cu 方位 $\{112\} \langle 111 \rangle$ は 45° 耳を発生させることが知られている^{3),4)}。 $0^\circ/180^\circ$ 耳と相関のある集合組織として Goss 方位 $\{110\} \langle 001 \rangle$ ^{1),3),5)}や、

* 本稿の主要部分は、軽金属, 69 (2019), 387-392に掲載, 令和2年度 論文賞受賞。

The main part of this paper has been published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 69 (2019), 387-392.

Above mentioned paper received Light Metal Paper Prize in 2020.

** (株)UACJ R&Dセンター 第一開発部

Development Department I, Research & Development Division, UACJ Corporation

*** (現)住友電気工業株式会社 アドバンスドマテリアル研究所機能材料研究部

Functional material research department, Advanced Materials Laboratory, Sumitomo Electric Industries, Ltd.

(元)(株)UACJ R&Dセンター 第一開発部

Development Department I, Research & Development Division, UACJ Corporation

**** (株)UACJ R&Dセンター 第一研究部, 博士(工学)

Research Department I, Research & Development Division, UACJ Corporation, Dr. Eng.

cube方位がRD軸回転した $\{hk0\} \langle 001 \rangle$ 方位^{6)~9)}が考えられている。またEnglerらは、多結晶塑性モデルを利用して、Goss方位からBrass方位の間の α -fiberが $0^\circ/180^\circ$ 耳を顕在化させる可能性を指摘している¹⁰⁾。しかしこのような集合組織により生じる冷間圧延板の塑性異方性(ランクフォード値や引張強さ、耐力の面内異方性)と耳には、必ずしも相関が認められない²⁾。

従来の研究は、深絞り成形の出発材料である板に着目した研究例が多く、深絞り成形そのものによって発達すると推定される変形集合組織や、それが耳へ及ぼす影響に関する研究例は少ない。耳の形成メカニズムを知るためには、深絞り成形により発達する変形集合組織を把握することが必要である。そこで本研究では、深絞り成形による変形集合組織、およびその発達メカニズムを明らかにすることを目的とし、缶胴材として用いられる3104アルミニウム合金冷間圧延板を供試材として、深絞り成形による集合組織変化を調査した。

2. 実験方法

Table 1 に示す化学組成の3104アルミニウム合金をDC castingし、常法にて均質化熱処理、熱間圧延、冷間圧延を順次行うことで板厚0.28 mmの冷間圧延板を作製した。この冷間圧延板から **Table 2** に示す条件で ϕ 87 mmのカップを深絞り成形し、またこのカップから ϕ 66 mmのカップを再絞り成形した。

集合組織を把握するため、ヘキサソで脱脂洗浄後の冷間圧延板の表面からX線回折装置RINT2500(株式会社リガク製)のCuK α 線を用いてSchultzの反射法により α 角 $=15^\circ \sim 90^\circ$ の範囲で $\{100\}$, $\{110\}$, $\{111\}$ 不完全極点図を測定し、解析ソフト「Standard ODF」¹¹⁾を用いて

Table 1 Chemical composition of 3104 aluminum alloy (mass%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
0.33	0.42	0.22	1.0	1.0	Bal.

Table 2 Forming practice condition of the deep drawing.

Practice		Drawing	Re-drawing
Blank	Thickness (mm)	0.28	—
	Diameter (mm)	140	—
Punch	Diameter (mm)	87.0	66.0
	Radius (mm)	3.5	—
Die	Diameter (mm)	87.6	66.6
	Radius (mm)	3.0	2.8
Blank holder force (MPa)		0.5	0.3
Punch speed (mm/s)		500	1000

展開次数22次の級数展開法により結晶方位分布関数(ODF, Orientation Distribution Function)を求め、各結晶方位の方位密度(ランダム比)を得た。

また深絞り成形中の集合組織の推移を把握するため、ヘキサソで脱脂洗浄後のカップの圧延方向の側壁(ϕ 87 mmのカップ底から 20 ± 10 mm位置、および ϕ 66 mmのカップ底から 40 ± 10 mm位置)からサンプルを採取し、これらの湾曲したサンプルを試料ホルダに両面テープで貼り付け平坦になるよう固定し、板表面から同様にODFを測定・解析した。この測定・解析にあたっては、カップの軸方向を圧延方向、板面を圧延面と見なし、カップ外面および内面を測定した。極点図の強度は、集合組織の発達だけでなく、回復過程でのサブグレイン形成によっても増加することが報告されている¹²⁾。そこで、深絞り成形時の転位下部組織の推移を、電子顕微鏡により観察した。前述の冷間圧延板、カップ側壁の板厚中心を狙い薄膜サンプルを作製後、透過型電子顕微鏡JEM-2100(日本電子株式会社製)を使用し、加速電圧200 kVで明視野像、暗視野像を観察した。

3. 実験結果

ϕ 87 mmのカップ縁の高さ分布を **Fig. 1** に示す。圧延方向から 0° および 180° 位置に現れる $0^\circ/180^\circ$ 耳と、圧延方向から 45° 位置(対称性により 45° , 135° , 225° , 315° 位置の4か所)に現れる 45° 耳の混在した6山が確認された。

冷間圧延板および ϕ 87 mmのカップのODFについて、主要な集積方位を確認できる $\varphi_2=0^\circ$, 45° 断面を **Fig. 2** に、また主要方位の方位密度を **Fig. 3** にそれぞれ示す。冷間圧延板については、cube方位からGoss方位にかけて連続的に分布する集合組織(cube方位がRD

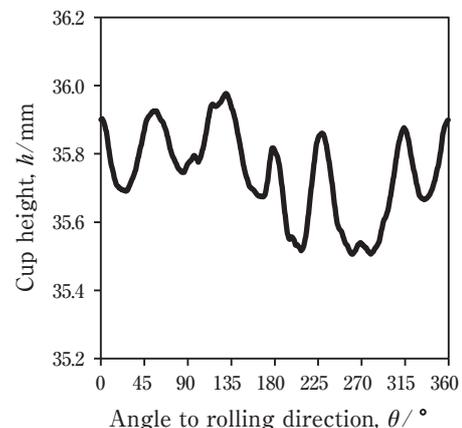


Fig. 1 Distribution of the cup height.

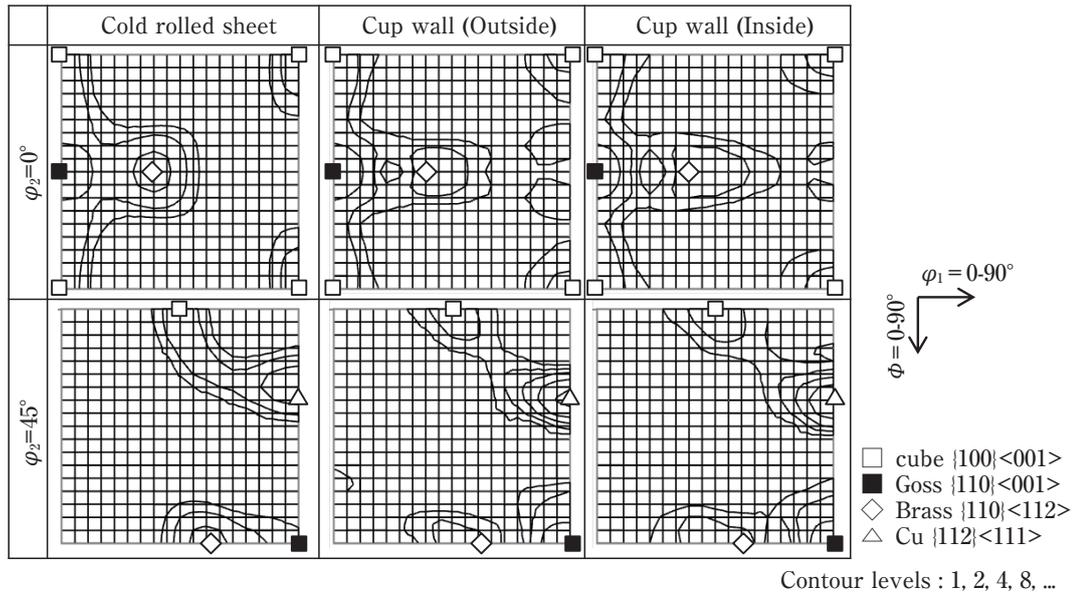


Fig. 2 ODFs of the cold rolled sheet and the cup wall.

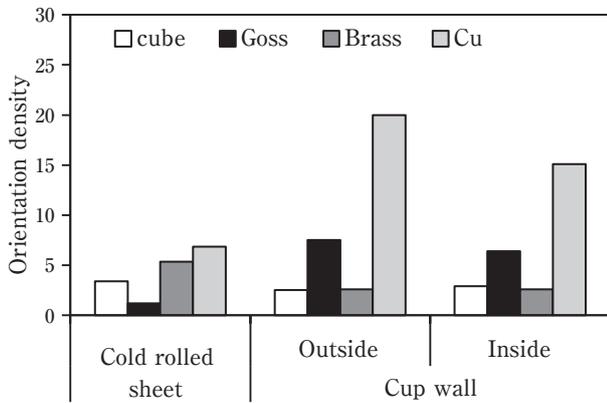


Fig. 3 Orientation densities in the major orientations of the cold rolled sheet and the cup wall.

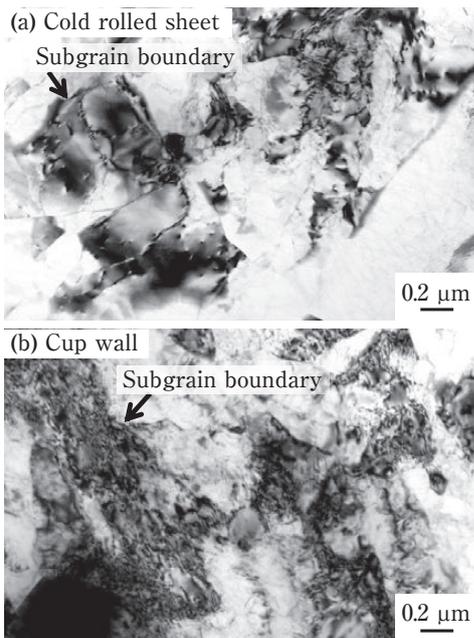


Fig. 4 TEM bright-field images of (a) the cold rolled sheet and (b) the cup wall.

軸回転した $\{hk0\} \langle 001 \rangle$ 方位) と, Goss 方位から Brass 方位の間の a -fiber と, 圧延集合組織である Brass 方位や Cu 方位への集積が認められた。またカップの側壁については, 内面側・外面側いずれも, 集積方位は冷間圧延板と概ね同一であり, Goss 方位・Cu 方位の方位密度が冷間圧延板に比べて大きく増加し, Brass 方位および a -fiber の方位密度が減少した。

透過型電子顕微鏡で観察した冷間圧延板および $\phi 87$ mm のカップ側壁の明視野像を Fig. 4 に示す。冷間圧延板とカップ側壁のいずれにも, サブグレインが観察された。それぞれのサブグレイン内を拡大した明視野像, 暗視野像を Fig. 5 に示す。いずれのサブグレイン内にも絡み合った転位が観察された。カップ側壁のサブグレイン内に認められる転位の数やそのひずみコントラストは, 冷間圧延板に比べて高かった。

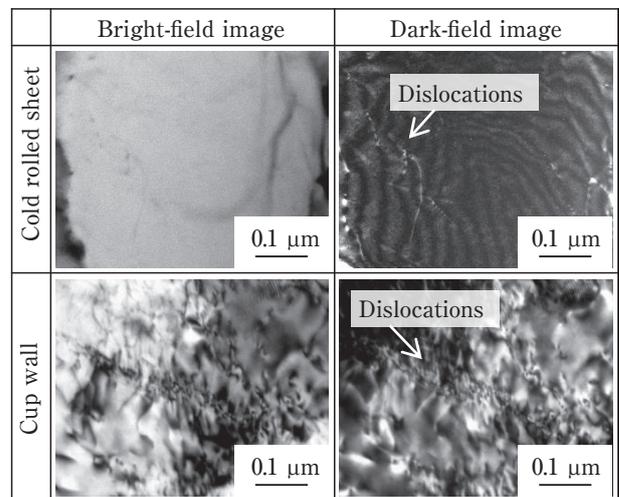


Fig. 5 TEM bright-field and dark-field images of the cold rolled sheet and the cup wall.

4. 考察

4.1 深絞り成形中の冷間圧延板の結晶格子回転

供試材のカップに認められた0°/180°耳と45°耳からなる6山は、缶胴材として用いられる3000系アルミニウム合金冷間圧延板に典型的な耳である。深絞り成形後のカップ側壁の集合組織については、冷間圧延板に比べてGoss方位とCu方位の方位密度が大きく増加した。これはカップ外面と内面いずれから測定した場合も同様であるため、板厚全体にわたってこのような方位密度変化が生じたと考えられる。

冷間圧延板およびカップ側壁にはサブグレイン組織が認められ、カップ側壁のサブグレイン内の転位密度は冷間圧延板より増加した。よって、Goss方位とCu方位の方位密度増加は、深絞り成形中における転位下部組織の回復過程でのサブグレイン形成によるものではなく、深絞り成形により変形集合組織が発達したことを表すと判断できる（以下、この集合組織を「深絞り集合組織」と記載する）。

この深絞り集合組織の発達メカニズムを考察するため、ODFの変化量 $\Delta f(\mathbf{g})$ を次式により求めた。

$$\Delta f(\mathbf{g}) = f_{cup}(\mathbf{g}) - f_{sheet}(\mathbf{g}) \tag{1}$$

ただし $f_{cup}(\mathbf{g})$:カップ側壁のODF, $f_{sheet}(\mathbf{g})$:冷間圧延板のODFである。この $\Delta f(\mathbf{g})$ の $\varphi_2=0^\circ$, 45° 断面の分布をFig. 6に示す。 $\varphi_2=0^\circ$ 断面については、Goss方位密度が増加しBrass方位密度が減少した。また $\varphi_2=45^\circ$ 断面については、Cu方位密度が増加しcube~Cu方位の中間付近の方位(図中に“K”とマークした方位)の密度が減少した。密度が減少する方位と増加する方位の間では、それらの方位をつなぐ結晶格子回転が生じると考えられる。すなわち、この結晶格子回転がオイラー空間内の最短経路に沿って生じると仮定すると、格子回転は $\Delta f(\mathbf{g})$ の勾配 $\text{grad } \Delta f(\mathbf{g})$ で表すことができる。Fig. 6について、 $\varphi_2=0^\circ$ 断面にはBrass方位からGoss方位へ、また $\varphi_2=45^\circ$ 断面にはK方位からCu方位へ向かう勾配が認められることから、それぞれこの向きに格子回転が生じると解釈できる(これら回転の向き

を図中に矢印で示す)。これら2つの格子回転経路について、初期方位と終着方位のオイラー角、および対応するミラー指数をTable 3に示す。なおミラー指数 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ については次式により計算した。

$$h = n \sin \Phi \sin \varphi_2 \tag{2}$$

$$k = n \sin \Phi \cos \varphi_2 \tag{3}$$

$$l = n \cos \Phi \tag{4}$$

$$u = n' (\cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi) \tag{5}$$

$$v = n' (-\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi) \tag{6}$$

$$w = n' \sin \Phi \sin \varphi_1 \tag{7}$$

ただし n, n' は任意の係数である。また初期方位・終着方位の回転角度については、それらの方向指数のなす角を求めた。これら2断面の格子回転の初期方位および終着方位の面指数はほぼ一致しており、また方向指数は約40°の回転関係にあった。よって深絞り成形では、板面法線方向を軸として約40°の格子回転が生じると言える。深絞り成形の塑性変形の大部分は、Fig. 7の模式図のとおりフランジ部で生じる。フランジ部には、しわ発生を抑えるための「しわ押さえ力」が負荷され、またパンチ、ダイス間のクリアランスにおける拘

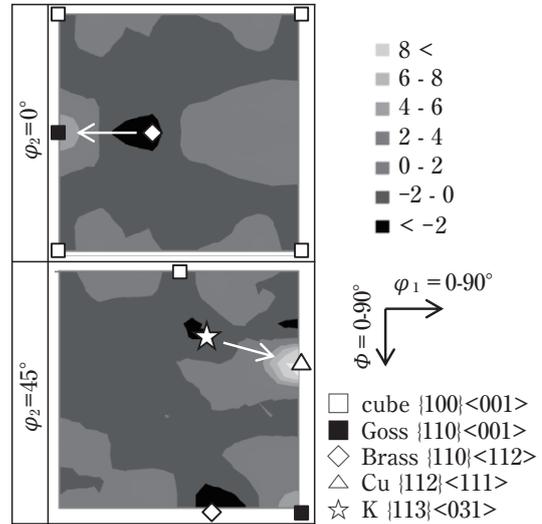


Fig. 6 Change in ODF by the deep drawing. Arrows indicate the directions of the lattice rotation by the deep drawing.

Table 3 Orientations in the rotation paths by the deep drawing.

Orientation	$\varphi_2=0^\circ$ Cross section		$\varphi_2=45^\circ$ Cross section	
	Initial orientation (Brass)	Final orientation (Goss)	Initial orientation (K)	Final orientation (Cu)
Euler angle	$\varphi_1 = 35^\circ$ $\Phi = 45^\circ$ $\varphi_2 = 0^\circ$	$\varphi_1 = 0^\circ$ $\Phi = 45^\circ$ $\varphi_2 = 0^\circ$	$\varphi_1 = 55^\circ$ $\Phi = 25^\circ$ $\varphi_2 = 45^\circ$	$\varphi_1 = 90^\circ$ $\Phi = 35^\circ$ $\varphi_2 = 45^\circ$
Miller index	$\{011\} \langle 211 \rangle$	$\{011\} \langle 100 \rangle$	$\{113\} \langle 031 \rangle$	$\{112\} \langle 111 \rangle$
Rotation angle	35° around <011> axis		43° around approximately <112> axis	

束により、板面法線方向の塑性流動はその他の方向(周方向, 半径方向)に比べて小さい。深絞り成形で生じる格子回転軸の方向は、この塑性流動が最も小さくなる板面法線方向に一致する。

深絞り成形で生じた格子回転の向きについて考察するため、PickusとMathewson¹³⁾による圧延集合組織の考え方を援用した。この考え方では、FCC金属の圧延集合組織が結晶方位の安定性により解釈される。すなわち圧延による塑性変形を「板厚方向の圧縮応力による圧延方向への塑性流動」とみなし、パラメータ $P = m \cos \psi$ を定義する。ただし m はシュミット因子、 ψ はすべり方向と塑性流動の方向(圧延方向)のなす角である。圧延については、この P が大きくなる結晶方位として、Brass方位やCu方位などの圧延集合組織が説明される。この考え方を深絞り成形に用いるため、カップの軸方向に沿う側壁における深絞り成形を「板幅方向の圧縮応力による圧延方向への塑性流動」とみなした。任意のオイラー角 $\mathbf{g} = (\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ に対応するミラー指数を $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ とすると、この結晶の圧縮応力の方向 $\langle xyz \rangle$ は $\langle hkl \rangle$ と $\langle uvw \rangle$ の外積により次式で求められる。

$$x = n(kw - lv) \tag{8}$$

$$y = n(lu - hw) \tag{9}$$

$$z = n(hv - ku) \tag{10}$$

ただし n は任意の係数である。また塑性流動方向は $\langle uvw \rangle$ である。よってこの結晶のすべり系を $\{H_i K_i L_i\} \langle U_i V_i W_i \rangle$ (ただし添え字 i は12通りの独立なすべり系の組を意味し、 $i = 1, 2, 3, \dots, 12$) とすると、シュミット因子 m_i および $\cos \psi_i$ は次式で計算できる。

$$m_i = \frac{U_i x + V_i y + W_i z}{\sqrt{U_i^2 + V_i^2 + W_i^2} \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}} \tag{11}$$

$$\cos \psi_i = \frac{H_i x + K_i y + L_i z}{\sqrt{H_i^2 + K_i^2 + L_i^2} \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}} \tag{12}$$

パラメータ $P_i = m_i \cos \psi_i$ は、式(11)と式(12)の積により求められる。活動するすべり系は、パラメータ P_i が最大となるすべり系であると考えられる。そこで、全12通りの独立なすべり系についてパラメータ P_i を計算し、その最大値 $P_{max} = \max\{P_i\}$ を求めた。 P_{max} が大きいことは、流動方向へのすべり量が多いことを意味する。 $\varphi_2 = 0^\circ$, 45° 断面のうち、Goss方位とCu方位を含み、かつ面指数の等しい(すなわち Φ が一定の)断面

について、オイラー角 φ_1 とパラメータ P_{max} の関係を Fig. 8 に示す。いずれの断面についても、格子回転の始点 (Brass方位, およびこの断面内でK方位に最も近いK'方位) の P_{max} は極小に近く、また格子回転の終点 (Goss方位およびCu方位) の P_{max} は極大に近かった。すなわち、いずれの断面についても、格子回転の向きは、

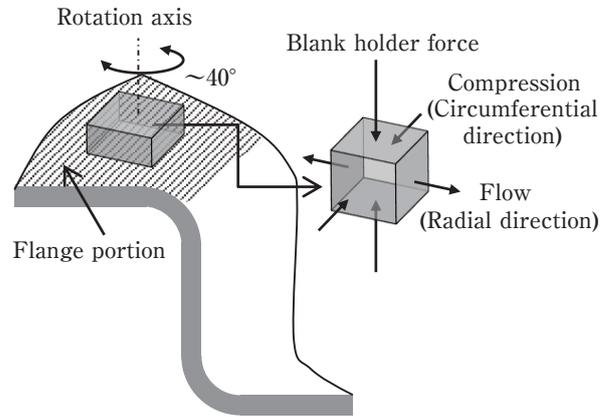


Fig. 7 Schematic illustration of the plastic deformation and the lattice rotation by the deep drawing.

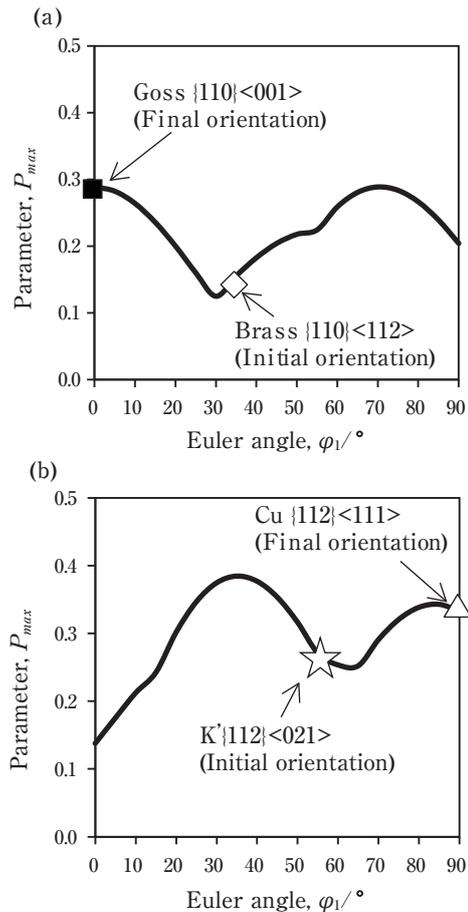


Fig. 8 Relationship between the stability parameter P_{max} and Euler angle φ_1 in (a) $\Phi = 45^\circ$ and $\varphi_2 = 0^\circ$ cross section, (b) $\Phi = 35^\circ$ and $\varphi_2 = 45^\circ$ cross section respectively.

P_{max} の大きくなる向き、すなわち流動方向へのすべり量が大きくなる向きであると言える。なおそれぞれの断面の P_{max} には極大が2つずつ存在し、実際には片方の極大 (Goss方位およびCu方位) に向かう格子回転のみが観察されたが、その要因は不明である。この推論では、深絞り成形での板面法線方向の塑性変形を無視し単純化した。より厳密に議論するには、板面法線方向の塑性変形を考慮した上で、多結晶塑性モデルを利用し結晶格子回転を解析することが必要であると考えられ、この点が今後の課題として残された。

4.2 深絞り集合組織の形成メカニズム

以上より、深絞り集合組織の形成メカニズムは、次の通りとお推定される。すなわち深絞り成形では、しわ押さえ力、およびパンチ、ダイス間のクリアランスにおける拘束力が働き、塑性流動の最も小さくなる板面法線方向を軸に、塑性流動方向へのすべり量が大きくなる向きに結晶格子が回転した結果、Goss方位やCu方位の方位密度が増加したと考えられる。この推定メカニズムによれば、深絞り成形の塑性変形量が大きいほど結晶格子回転は促進され、結果的にGoss方位やCu方位の方位密度はさらに高くなると予想できる。そこでさらに高い絞り比で深絞り成形を行った場合における集合組織変化を評価するため、φ66 mmの再絞りカップを成形した。この再絞りカップ側壁のODF測定

結果をFig. 9に、また主要方位の方位密度をFig. 10にそれぞれ示す。再絞りカップ側壁のGoss方位およびCu方位の方位密度は、カップ側壁 (Fig. 3) に比べてさらに高いことが確認された。これは、前述の深絞り集合組織形成の推定メカニズムを裏づける結果である。

本調査で用いた冷間圧延板のカップには、0°/180°耳が認められた。カップの0°/180°耳は、Goss方位^{1),3),5)}や、cube方位がRD軸回転した{hk0} <001>方位^{6~9)}、a-fiber¹⁰⁾と相関があることが報告されている。本調査で、{hk0} <001>方位密度は、深絞り成形前後でほとんど変化しなかった。その一方で、Goss方位密度は深絞り成形により大きく増加し、またa-fiberの方位密度は減少することが確認された。よって、カップに認められた0°/180°耳は、冷間圧延板に存在していた{hk0} <001>方位だけでなく、深絞り集合組織が発達した結果現れるGoss方位によって、より顕在化したものであると推定する。またa-fiberは、深絞り集合組織発達に伴いGoss方位に向かって回転し、Goss方位密度を増加させ0°/180°耳形成を促進したと考える。これまでに、0°/180°耳と板の塑性異方性との間に相関が認められなかった²⁾のは、この深絞り集合組織を考慮していなかったためであると考えられる。缶胴およびそのカップに現れる0°/180°耳の低減には、このような深絞り集合組織の発達を考慮して、冷間圧延板の集合組織を制御することが必要である。

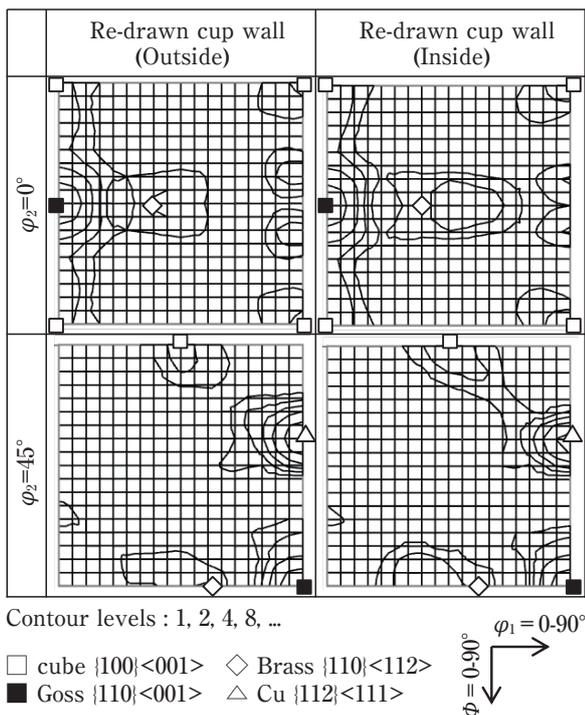


Fig. 9 ODFs of the re-drawn cup wall.

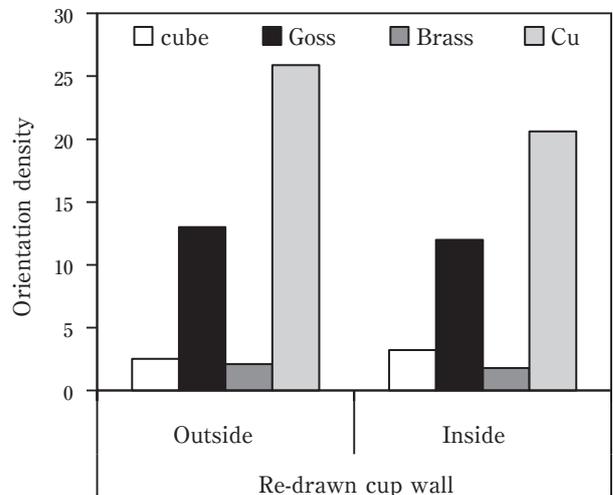


Fig. 10 Orientation densities of the major orientations of the re-drawn cup wall.

5. 結 言

飲料缶胴材として用いられる3104アルミニウム合金冷間圧延板を供試材として、深絞り成形カップ側壁の集合組織を調査した結果、以下の知見を得た。

- 1) 深絞り成形により、変形集合組織が発達する。冷間圧延板に比べて、Goss方位およびCu方位の方位密度が増加し、Brass方位の方位密度が減少する。
- 2) 深絞り成形による変形集合組織は、しわ押さえ力、およびパンチ、ダイス間のクリアランスにおける拘束力の働く板面法線方向を軸に、塑性流動方向へのすべり量が大きくなる方向に結晶格子が回転した結果生じる。
- 3) この格子回転は塑性変形量が大きくなるほど促進され、絞り比が高いほどGoss方位およびCu方位の方位密度は増加する。
- 4) 深絞り成形カップに0°/180°耳が生じる理由は、深絞り成形による変形集合組織として、Goss方位密度が高くなるためであると考えられる。

参考文献

- 1) A. S. Malin and B. K. Chen: Aluminum Alloys for Packaging, TMS, (1993), 251-260.
- 2) 土田信: 軽金属, **59** (2009), 63-69.
- 3) F. J. Humphreys and M. Hatherly: Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Pergamon, (1995), 397-398.
- 4) S. Y. Li, X. M. Zhang, H. Z. Zhou and G. Gottstein: Metall. Mater. Trans., **28A** (1997), 785-793.
- 5) A. Oscarsson and H. E. Ekström: Aluminum Alloys for Packaging II, TMS, (1996), 63-71.

- 6) J. Hirsch, P. Wagner and H. Schmiedel: Mater. Sci. Forum, 217-222 (1996), 641-646.
- 7) S. E. Naess: Z. Metallkd., **82** (1991), 259-264.
- 8) J. Hirsch and J. Hasenclever: Proceedings of the 3rd International Conference on Aluminum Alloys (ICAA3), Trondheim, Norway, (1992), 305-310.
- 9) B. Ren: Aluminum Alloys for Packaging III, TMS, (1998), 49-58.
- 10) O. Engler and J. Hirsch: Mater. Sci. Eng., **A452-453** (2007), 640-651.
- 11) 井上博史: までりあ, **40** (2001), 589-591.
- 12) 田中宏樹, 江崎宏樹, 箕田正, 洪江和久, 吉田英雄: 軽金属, **52** (2002), 231-235.
- 13) M. R. Pickus and C. H. Mathewson: J. Inst. Met., **64** (1939), 273.



工藤 智行 (Tomoyuki Kudo)
(株)UACJ R&Dセンター 第一開発部



小林 亮平 (Ryohei Kobayashi)
住友電気工業(株) アドバンストマテリアル研究所
機能材料研究部



田中 宏樹 (Hiroki Tanaka)
(株)UACJ R&Dセンター 第一研究部
博士(工学)